

複合構造体

Priority is claimed to Japanese Patent Application No. 2002-40325, filed on February 18, 2003, the disclosure of which is incorporated by reference in its entirety.

5

発明の背景

1. Field of the Invention

本発明は、ダイヤモンド焼結体からなる芯材の外周を、焼結合金からなる表皮材で被覆してなる複合構造体に関する。

2. Description of Related Art

10 従来より、繊維等長尺状の芯材の外周を他の部材で被覆することにより、構造体の硬度や強度に加えて靱性を改善する技術が研究されている。例えば、特開平11-139884号公報には、構造体の破壊抵抗を増大させるために、セラミックスからなる芯材（線状セラミックス）の外周に第2相成分の被覆層を吹き付けた後、これを一方向に集束して圧縮成形し焼成した複合セラミック焼結体が記載されている。

15 一方、高い硬度を有するというダイヤモンドの特性を生かして、ダイヤモンド粒子間を鉄腐金属で結合したダイヤモンド焼結体は、切削工具または掘削工具や耐摩耗部材として利用されている。すなわち、米国特許第6063502号明細書には、ダイヤモンド焼結体を芯材とし、その外周にWC-Crからなる表皮材を配した複合構造体が記載されている。

しかしながら、上記従来のダイヤモンド焼結体では、硬度は高いものの靱性および耐衝撃性が低く、例えば切削工具や掘削工具として使用すると耐久損性が低下するという問題があった。

20 また、上記米国特許第6063502号明細書に記載されているような、芯材にダイヤモンド焼結体を用い表皮材に超硬合金（WC）等の周期律表4a、5a、6a族金属を主成分とする焼結合金で被覆した複合構造体では、特に高強度化のために芯材中のダイヤモンド粒子の平均粒径を小さくした場合、結合金属の溶浸とダイヤモンド粒子との濡れ性とのバランスが崩れて、表皮材との界面部分の芯材中に結合金属の欠乏領域が広い範囲で生じてしまう。このような結合金属の不均一な濃度分布が生じると、構造体としての強度が低下する結果、特に切削工具として用いた場合には耐摩耗性が低下するとともに、耐溶着性が低下してしまい、さらに、構造体の繊維方向が切刃の方向に対してわずかでもずれると極端に繊維間の結合力が低下して耐チッピング性が大きく損なわれる場合があった。

30

発明の要約

本発明の目的（advantage）は、高硬度、かつ高強度を安定して維持できるとともに、特に切削工具としての耐摩耗性および耐溶着性を高めつつ、耐チッピング性を高めることができる複合構造体を提供することにある。

本発明においては、芯材がダイヤモンド粒子を80体積%以上含有する焼結体で、表皮材が超硬合金やサーメットを主体とする焼結合金からなる複合構造体において、表皮材の焼結合金中に5〜45体積%のダイヤモンド粒子を含有せしめることによって、表皮材との界面部分の芯材(ダイヤモンド焼結体)中に鉄族金属量の欠乏した領域が広範囲にわたって生成してしまうことを抑制して結合金属である鉄族金属の濃度分布を均一化することができる結果、構造体の強度を安定して高めることができる。その結果、特に工具としての耐磨耗性、耐溶着性を改善し、さらに工具切刃の繊維方向のずれによって耐チップング性が極端にばらつくことを低減できる。

すなわち、本発明の複合構造体は、平均粒径3.5 μm 以下で80体積%以上のダイヤモンド粒子を鉄族金属で結合したダイヤモンド焼結体からなる長尺状の芯材と；この芯材の外周を被覆し、周期律表4a、5aおよび6a族金属の群から選ばれる少なくとも1種の金属元素の炭化物、窒化物および炭窒化物から選ばれる少なくとも1種の硬質粒子と、平均粒径5 μm 以下のダイヤモンド粒子とを鉄族金属で結合した焼結合金からなる表皮材とからなり、表皮材中の前記ダイヤモンド粒子の含有量が5〜45体積%である。

図面の説明

図1は本発明の複合構造体の一実施形態を示す概略断面図である。

図2は図1の複合構造体断面における芯材と表皮材との界面付近についての走査型電子顕微鏡写真と、この電子顕微鏡写真で表示領域における鉄族金属の濃度分布とを示すグラフである。

図3(a)は本発明の他の例を示す斜視図、図3(b)はその断面を示す走査型電子顕微鏡写真である。

図4(a)〜(c)はそれぞれ本発明のさらに他の実施形態を示す概略断面図である。

図5は本発明の複合構造体の製造方法を説明するための概念図である。

図6は本発明の複合構造体の他の製造方法を説明するための概念図である。

図7は、表皮材の焼結合金中にダイヤモンド粒子を含有しない複合構造体断面における芯材と表皮材との界面付近についての走査型電子顕微鏡写真と、この電子顕微鏡写真で表示領域における鉄族金属の濃度分布とを示すグラフである。

図8は切削工具の一例を示す斜視図である。

図9は図8の切削工具の切刃チップ付近の断面図である。

図10(a)、(b)はそれぞれ複合構造体の構造を説明するための概略斜視図である。

図11は図8の切刃チップのすくい面側から見た平面図である。

図12は切削工具の他の例について、すくい面側から見た模式図である。

好適態様の説明

本発明の複合構造体について、その一実施形態を示す図1の概略断面図およびその要部拡大図

である図2を基に説明する。

図1に示すように、複合構造体1は、平均粒径 $3.5\mu\text{m}$ 以下のダイヤモンド粒子2同士を鉄属金属3で結合したダイヤモンド焼結体からなる長尺状の芯材4の外周を、周期律表4a、5a、6a族金属の群から選ばれる少なくとも1種の金属元素の炭化物、窒化物および炭窒化物から選ばれる少なくとも1種の硬質粒子6と、平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下のダイヤモンド粒子5とを鉄属金属7で結合した焼結合金の表皮材8で被覆してなるものであり、表皮材8中の前記ダイヤモンド粒子5の含有量を5～45体積%とするものである。

前記硬質粒子6としては、例えば炭化タングステン、炭化チタン、炭窒化チタン、窒化チタン、炭化タンタル、炭化ニオブ、炭化ジルコニウム、窒化ジルコニウム、炭化バナジウム、炭化クロム、炭化モリブデン等の粒子が挙げられ、特にダイヤモンド粒子2、5とのなじみ、濡れ性および構造体1の靱性向上の点で炭化タングステン(WC)粒子を用いるのが望ましい。鉄属金属7としては、例えばFe、Co、Niなどが挙げられる。

本発明によれば、図2に示すように、後述する図7に示す複合構造体に比べて、芯材4であるダイヤモンド焼結体中の中心部から表皮材8との界面部までの領域における鉄族金属濃度の偏りを小さくすることができ、構造体1の強度が向上して工具として用いたときの耐摩耗性を向上させると同時に被削材に対する耐溶着性が向上し、さらに工具切刃の繊維方向のわずかなずれによって耐チップング性が極端にばらつくことを低減できる。

すなわち、表皮材8中のダイヤモンド粒子の含有量が5体積%より少ないと、図7に示すように、芯材4中の鉄族金属量の分布に大きな偏りが発生して芯材4の表皮材8との界面領域に結合金属が欠乏した領域(鉄族金属欠乏領域)9が広い幅で生成してしまう。その結果、構造体としての強度が低下し、特に、工具としての耐摩耗性、耐溶着性が損なわれるとともに、切刃の向きに対する繊維方向が少しずれただけで著しく耐チップング性が低下してしまう。逆に、表皮材8中のダイヤモンド粒子の含有量が45体積%より多いと複合構造体1の靱性を高める効果が損なわれて構造体1の靱性が低くなる。なお、本発明においては、鉄族金属欠乏領域9における鉄族金属濃度が芯材4の中心部における鉄族金属濃度に対する比で0.5以上、特に0.7以上であることが構造体の特性を均一化して強度を高める点で望ましい。

表皮材8中の他の成分である前記硬質粒子6は55～95体積%、鉄属金属7は5～50体積%の割合で表皮材8中に含有されるのがよい。

また、芯材4中のダイヤモンド粒子2の平均粒径は $3.5\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $0.01\sim2.5\mu\text{m}$ であるのがよい。芯材4中のダイヤモンド粒子2の平均粒径が $3.5\mu\text{m}$ を超えると構造体1の強度が低下するおそれがある。

さらに、芯材4中のダイヤモンド粒子2の含有量は80体積%以上、好ましくは80～97体積%であるのがよい。芯材4中のダイヤモンド粒子2の含有量が80体積%より少ないと、構造体1の強度が低下するおそれがある。芯材4中のダイヤモンド粒子2の望ましい含有量は90体

積%以上である。芯材4中の残部はバインダとしての鉄族金属である。

ダイヤモンド粒子2、5の含有量(体積割合)は、芯材(ダイヤモンド焼結体)4中の任意の断面における各相の面積割合に等しいとの認識(セラミックス編集委員会講座小委員会編「セラミックスの機械的性質」昭和54年5月1日 窯業協会発行、第29~30頁参照)に基づいて算出される。具体的には、構造体1の断面における走査型電子顕微鏡写真において観察されるダイヤモンド粒子2、5の面積比率を算出することにて見積もることができる。

また、表皮材8に含有されるダイヤモンド粒子5の平均粒径は $5.0\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $0.1\sim 2.5\mu\text{m}$ であるのがよい。この範囲から外れると芯材4中の鉄族金属量が不均一となってしまうおそれがある。

さらに、芯材4と表皮材8の組成及び組織を上記含有比率に制御することによって、芯材4の表皮材8との界面における鉄族金属欠乏領域(鉄族金属濃度の低い領域)の幅 w が芯材4の平均直径 D_1 に対して、 w/D_1 の比で 0.2 以下、好ましくは 0.1 以下とすることができ、これによって構造体の強度を高めることができ、特に工具としての耐摩耗性、耐溶着性を向上させるとともに、耐チップング性が極端にばらつくことを低減できる。

表皮材8との界面における芯材4中の鉄族金属欠乏領域9の幅 w は、図2に示すように構造体1の断面にて芯材4の表皮材8との界面において波長分散型X線マイクロアナリシス分析(EPM)により鉄族金属濃度分布を測定したとき、芯材4の中心部における鉄族金属濃度の平均値に対して 20% 以上鉄族金属濃度が低くなる領域の幅を意味している。また、芯材4の平均直径 D_1 は構造体1の断面における走査型電子顕微鏡(SEM)写真(例えば図3(b)参照)にて観察される各芯材の平均面積から芯材の断面を円に仮定して算出される直径を指す。また、表皮材8の平均厚み D_2 も同じくSEM写真(例えば図3(b)参照)を用いた画像解析法にて算出することができる。

さらに、表皮材8中のダイヤモンド粒子5の平均粒径 d_{51} と、表皮材8中の硬質粒子6の平均粒径 d_{52} との比(d_{51}/d_{52})が $0.4\sim 3.0$ であることが、結合金属の溶浸に伴う濃度分布を制御し、鉄族金属分布を均一化するという点で望ましい。

また、芯材4の平均直径 D_1 は各種構造用部材としての用途を考慮すると $500\mu\text{m}$ 以下、特に $2\sim 200\mu\text{m}$ 、さらに、表皮材8の平均厚み D_2 は $500\mu\text{m}$ 以下、特に $2\sim 200\mu\text{m}$ からなることが望ましいが、高硬度を達成するためには、芯材4の平均直径 D_1 と表皮材8の平均厚み D_2 との比 D_2/D_1 が $0.01\sim 0.5$ であることが望ましい。

なお、図3(a)、(b)は、本発明において用いられている複合構造体の他の例を示している。図3(a)の複合構造体10は、芯材4とこの芯材4の外周を被覆し芯材4とは異なる組成の材料からなる表皮材4とからなるシングル繊維体タイプの複合構造体1を複数本並列に集束したマルチフィラメントタイプの複合構造体である。

また、本発明の複合構造体としては、図3に示すマルチ繊維体タイプの複合構造体の他に、図

4 (a) に示すような複合構造体1をシート状に並べたシート状構造体15a、図4 (b) に示すようにシート状構造体15aを同じ方向に複数枚積層した積層型構造体15b、図4 (c) に示すようにシート状構造体15aを交互に異なる方向に複数枚積層した積層型構造体15cなどであってもよい。

- 5 次に、本発明の複合構造体1を製造する方法について、その一例である芯材および表皮材中に結合相としていずれにも鉄族金属を原料中に添加する場合について図5の模式図をもとに説明する。

まず、平均粒径0.01~3.5 μ mのダイヤモンド粉末50~98質量%と平均粒径10 μ m以下の鉄族金属粉末2~50質量%を混合し、これにパラフィンワックス、ポリスチレン、ポリエチレン、エチレン-マethylアクリレート、エチレン-ビニルアセテート、ポリブチルメタクリレート、ポリエチレングリコール、ジブチルフタレート等の有機バインダを添加して混練して、プレス成形、押出成形または鋳込成形等の成形方法により円柱形状12aに成形する(工程(a)参照)。

一方、平均粒径0.01~10 μ mの上述した硬質粒子または硬質粒子形成成分を70~95質量%と、平均粒径0.01~5 μ mのダイヤモンド粉末を1~20質量%と、平均粒径10 μ m以下の鉄族金属粉末を5~30質量%との割合で混合し、これに前述のバインダ等を添加して混練して、プレス成形、押出成形または鋳込成形等の成形方法により半割円筒形状の2本の表皮材用成形体13aを作製し(工程(b)参照)、この表皮材用成形体13aを上記芯材用成形体12aの外周を覆うように配置した複合成形体11aを作製する(工程(c)参照)。

20 次に、上記複合成形体11aを押出成形機20内に装填して芯材用成形体12aと表皮材用成形体13aとを同時に押出成形する(共押出成形する)ことにより芯材用成形体12aの外周に表皮材用成形体が被覆され細い径に伸延された複合成形体11bを作製する(工程(d)参照)。さらに、口金を変えることにより上記伸延された長尺状の成形体の断面形状を円形以外の、三角形、四角形または六角形となるように成形してもよい。

25 また、上述したように、上記長尺状の成形体11bを整列させてシートとなし、該シートの複合成形体同士が平行、直交または45°等の所定の角度をなすように積層させた積層体15とすることもできる(図4参照)。また、公知のラピッドプロトタイプング法等の成形方法によって任意の形状に成形することも可能である。さらには、上記整列したシートまたは該シートを断面方向にスライスした複合構造体シートを従来の超硬合金等の硬質合金焼結体(塊状体)の表面に貼り合わせ、または接合することも可能である。

30 図3、4に示したような、複合構造体1を束ねシート状とした複合構造体10、15a~15cを形成する場合には、前述のようにして作製した複合成形体11bを束ねて束束成形体を形成する。その場合、複合成形体11b間に所望により上記バインダなどの接着材を介在させ、さらに、この束束成形体にCIPなどによって圧力を印加するものであってもよい。マルチ繊維体タイプ

の成形体10aを作製するには、図6(a)に示すように、上記共押出しした長尺状の複合成形体11bを複数本集束して押出成形機20内に再度装填し、再度共押出し成形すればよい。また、図6(b)に示すように、ロール16を用いて集束成形体14をロール圧延成形することも可能である。

- 5 その後、上記方法により作製した各種成形体を脱バインダ処理し、焼成することにより本発明の複合構造体を作製することができる。焼成方法は、芯材および表皮材の種類によって異なるが、真空焼成、ガス圧焼成、ホットプレス、放電プラズマ焼結、超高压焼結などが用いられる。本発明によれば、芯材4と表皮材8との鉄族金属3、7量を所定の範囲内に制御するために、上記焼成条件として、超高压装置等を用いて圧力4GPa以上、温度1300℃以上で5分～1時間と
- 10 することが望ましい。

このとき、特に1400℃以上の高温で複合構造体1を焼成すれば、鉄族金属の芯材4と表皮材8への濡れ性および毛細管力とのバランスを改善して芯材4中の鉄族金属濃度の分布状態が不均質となることを改善することができる結果、鉄族金属3、7の分布を構造体中全体で均一化することができる。

- 15 次に、本発明の複合構造体を用いた切削工具について図8～図12に基づいて説明する。図8は切削工具の一例を示す概略斜視図であり、図9は図1の切削工具の部分断面図である。図8に示す切削工具21は平板状をなし、工具本体22の角部に形成された取付座23には、裏板29と積層型複合構造体26とが一体化された切刃チップ24がろう付けされている。

- 20 また、この切削工具21によれば、すくい面25と横逃げ面29との交差稜線部に切刃稜17が形成されている。

さらに、切削工具21の中央部には、バイトなどの工具に取り付けるためのクランプねじ等が挿通される取付孔28が形成されている。

- 25 積層型複合構造体26としては、図1に示すように芯材4とこの芯材4の外周を被覆し芯材4とは異なる組成の材料からなる表皮材8（被覆層）とからなるシングルフィラメントタイプの複合構造体1（繊維体）、または図3に示すようにシングルタイプの繊維体の集合体を伸展したマルチフィラメントタイプの複合構造体10（繊維体）を集束し積層することによって形成されている。望ましくは、図3に示すようなマルチフィラメントタイプの複合構造体10を用いることが耐久損性に優れる。

- 30 上記の切削工具21によれば、幅方向に並列に整列した複数の複合構造体1、10の繊維方向（すなわち長手方向）、あるいは複合構造体1の芯材4と表皮材8との界面方向が、切刃稜17の稜線と平行にならないように配置することが重要である。

即ち、図11の切刃チップの平面図に示すように、複合構造体1、1、・・・の繊維方向と、切刃稜27における稜線での接線Lcとのなす角度αが、切刃部分のどの場所においても2°以上、好ましくは5°以上、より好ましくは10°以上であるのがよい。つまり、切刃稜27における

点31での角度 α_1 、点32での角度 α_2 、点33での角度 α_3 が、いずれも上記範囲を満足することが重要である。

特に、切刃稜27のうち、切刃稜27のノーズR部の頂点Pとなる点32における接線 L_{c2} とのなす角度 α_2 は45°以上、望ましくは70°以上、より望ましくは85°以上であることがよい。

これによって、切削時にかかる最も高い応力の方向が配列された複合構造体1の繊維同士の境界方向、すなわち繊維方向、または複合構造体1の芯材4と表皮材8との界面方向、すなわち繊維方向からずれることによって、芯材4と表皮材8との界面に切削による応力が集中するのを防止し、且つ発生した応力を高強度で高靱性である複合構造体1の長手方向に応力を分散させることができる。その結果、切削工具における切刃稜27全体における耐欠損性が向上する。

従って、前記角度 α が上記範囲よりも小さいと、切削時にかかる応力にて複合構造体1における芯材4と表皮材8との境界で剥離が発生するように引張応力がかかるために、切削時に切刃稜17に位置するこの境界部にて剥離してチッピングや欠損を生じやすくなる恐れがある。

ここで、上記角度 α は、工具形状に対する複合構造体1の配置方向、および切刃稜17の形成傾城、すなわちノーズR部の形状や角度R等の工具形状そのものを調整することによって制御される。例えばノーズR部の角度Rが90°未満、特に80°以下、さらに60°以下ですくい面25が菱形形状からなる、いわゆるT、D、Vタイプ形状のスローアウェイチップが適応可能である。なお、図11によれば、ノーズR部は、頂点(P)から両方向に拡がり、直線部42との境であるつなぎ部43までの稜線を意味する。

なお、図11によれば、複合構造体1の繊維方向 L_1 とノーズR部の頂点Pにおける接線 L_{c2} とのなす角度 α が90°、すなわち、複合構造体1の繊維方向 L_1 がノーズR部の頂点Pに向かって垂直に伸びるように整列した配列となっている。

また、ノーズRの角度Rが90°ですくい面25の形状が正方形形状からなる、いわゆるSタイプ形状のスローアウェイチップにおいては、図12のようにノーズR部の片側のみを切刃稜27として用い、逆側45は切刃として使用しない、すなわち右勝手または左勝手に限定されている。このようなスローアウェイチップであれば、複合構造体1の繊維方向 L_1 と各切刃位置での接線 L_{c1} とのそれぞれの角度 α が2°以上を満足する限り、複合構造体1の繊維方向 L_1 とノーズR部の頂点Pにおける接線 L_{c2} とのなす角度 α が45°以下となっても差し支えない。

図9および図10に示すように、積層型複合構造体26は、複数の複合構造体1、10を一方向に並べ整列させた複合層20a～20dを圧み方向に複数層積層して形成してなるものである。図10に示すように、複合構造体26を作製するにあたって、シート状複合構造体34の向きが隣接する複合層間で異なるように積層したものであることが好ましく、これによって積層型複合構造体26の靱性をさらに高めて、切削工具としての耐欠損性をさらに向上させることができる。

この隣接する複合層間で複合構造体1、10の向きの相違を示す角度 β は、5～90°の範囲、

好ましくは $25 \sim 60^\circ$ であるのがよい。図10(a)は、 β を 45° で積層したもの、図10(b)は β を 90° で積層したものである。

切削工具としてはソリッドタイプの工具であっても良いが、低コスト、製造の容易さ等の点でスローアウェイ式の工具であることが望ましい。さらに、図8、9のように、工具本体22の切刃部分を切り欠いて複合構造体1からなる複合構造体26を有する切刃チップ14を取付座13にはめ込んでろう付け等で固定することによって、工具の切刃形状に対する複合構造体1の繊維方向を容易に制御することができ、また、複数のコーナーに切刃を設ける際にも複合構造体1の配列が容易に行える。

また、複合構造体1のサイズは、工具としての耐久損性を高めるために、芯材4の直径が5～300 μm 、表皮材8を含めた複合構造体1の1本当りの直径が6～500 μm であることが望ましい。

切削工具21を製造するには、まず、積層型複合構造体26が、切削工具21の切刃稜27との関係が前述したように所定の角度 α となるように、ワイヤー放電加工機、切削、研磨等で切刃形状に加工作る。次に、複合構造体26の下面に、超硬合金等の硬質焼結体で形成された裏板29を取り付けて切刃チップ24を作製する。この裏板29は、通常、上記した積層体の焼成時に同時に焼成して複合構造体26と一体化することが望ましい。

得られた切刃チップ24を、取付座23に銀ろうなどを用いてろう付けする。なお、複合構造体26に裏板29を取り付けず、複合構造体26を工具本体22に直接ろう付けすることも可能である。

なお、複合構造体26を作製するにあたって、シート状複合構造体34の向きが隣接する複合層間で同一方向となるように積層したものであってもよい。

以下、実施例をあげて本発明を説明するが、本発明は以下の実施例に限定されるものではない。

実施例 I

表1に示す平均粒径および添加量のダイヤモンド粉末に対し、平均粒径 $2\mu\text{m}$ のコバルト粉末を表1に示す割合で添加し、これにバインダと溶剤を添加して混練した後、プレス成形により直径18mmの芯材用成形体を作製した。

一方、表1に示す平均粒径および添加量の硬質粒子(WC)粉末に対し、ダイヤモンド粉末および平均粒径 $2\mu\text{m}$ のコバルト粉末を表1に示す割合で添加し、これにバインダと溶剤を添加して混練した後、プレス成形により肉厚1mmで半割円筒状の表皮材用成形体を2本作製し、これらを上記芯材用成形体の周囲に被覆して複合成形体を作製した。

そして、上記複合成形体を共押出して伸延された成形体を作製した後、この伸延された成形体100本を収束して再度共押出し成形し、マルチフィラメントタイプの成形体を作製した。その後、この成形体に対して脱バインダ処理を行い、続いて試料を超高圧装置内にセットして圧力5

GPaで、表1の温度条件で焼成して複合構造体を作製した。

得られた複合構造体に対して、ビッカース硬度(JIS R1601に準じる)を測定した。さらに、試料の研磨断面の走査型電子顕微鏡写真から画像解析法にて芯材の平均直径 D_1 、および表皮材の平均厚み D_2 とを算出した。また、構造体の任意5箇所について波長分散型X線マイクロアナリシス(EPMA)分析を行い、鉄族金属(Co)濃度を芯材の中心部から表皮材との界面部分までの領域について測定し、鉄族金属濃度の低い領域の幅 w を算出した。EPMAの条件は、加速電圧15kV、プローブ電流 3×10^{-7} A、スポットサイズ $2 \mu\text{m}$ である。

また、上述した図4(c)の符号15cで示すように、シート状の成形体を複数枚積層した成形体を作製し、その断面方向に厚さ3mmにスライスしたシートを作製した(スライス方向を図4(c)に矢印で示す)。このシートを超硬合金と貼り合わせて上記と同様の条件で超高温焼結し、得られた試料をワイヤー放電加工機にて $10\text{mm} \times 10\text{mm}$ の正方形に切り出してTPCN160304形状のスローアウェイチップを作製した。このスローアウェイチップを下記切削条件で切削試験を行って(試料数各10個)、平均摩耗幅、溶着状態およびチッピングが発生した個数を評価した。その結果を表2に示す。

切削条件は以下の通りである。

切込み量 $d = 2\text{mm}$ 、

切削速度 $V = 200\text{m/分}$ 、送り $f = 0.2\text{mm/rev}$ 被削材=ADC12(4本挿入)

表1

試料No.	芯材(調合組成)			表皮材(調合組成)					焼成条件	
	ダイヤモンド		Co	WC		ダイヤモンド		Co	温度 (℃)	時間 (min)
	粒径 (μm)	添加量 (wt%)	添加量 (wt%)	粒径 (μm)	添加量 (wt%)	粒径 (μm)	添加量 (wt%)	添加量 (wt%)		
I-1	3	90	10	3	80	3	10	10	1400	15
I-2	2	90	10	2	90	2	5	5	1400	15
I-3	0.5	80	20	0.5	85	0.5	10	5	1450	15
I-4	0.5	90	10	5	81	2	15	4	1500	15
* I-5	3	85	15	3	85	10	5	10	1500	30
* I-6	0.5	80	20	2	92	-		8	1400	15
* I-7	2	90	10	2	95	-		5	1400	15
* I-8	2	70	30	10	67	2	12	21	1450	15
* I-9	2	85	15	2	96	2	1	3	1400	15
* I-10	2	85	15	5	39	2	21	40	1400	15

*印は本発明の範囲外の試料を示す。

表2

試料No.	芯材(ダイヤモンド硬結体)				表皮部材(超硬合金)								w/D ₁	c _{s1} /d _{s2}	D ₂ /D ₁	硬度 (GPa)	切削性能		
	ダイヤモンド		Co		WC		ダイヤモンド		Co		摩耗幅 (mm)	溶着 状態					チップの 状態		
	粒径 (μm)	含有量 (vol%)	含有量 (vol%)	粒径 (μm)	含有量 (vol%)	粒径 (μm)	含有量 (vol%)	含有量 (vol%)	含有量 (vol%)										
I-1	3	89	11	3	60	3	35	5	0.03	1	0.05	53	0.048	なし	なし	0/10			
I-2	2	93	7	2	77	2	19	4	0.05	1	0.05	55	0.046	なし	なし	0/10			
I-3	0.5	90	10	0.5	63	0.5	32	5	0.12	1	0.1	54	0.050	なし	なし	0/10			
I-4	0.5	94	6	5	52	2	45	3	0.15	0.4	0.08	62	0.053	なし	なし	0/10			
* I-5	3	87	13	3	74	10	19	7	0.22	0.3	0.06	53	0.085	少	多	2/10			
* I-6	0.5	93	17	2	90		-	10	0.32	-	0.1	剥離	0.089	多	少	6/10			
* I-7	2	91	9	2	96		-	4	0.25	-	0.06	48	0.125	少	多	5/10			
* I-8	2	78	22	10	50	2	40	10	0.23	-	0.07	40	0.183	多	多	3/10			
* I-9	2	93	7	2	92	2	4	4	0.30	1	0.05	49	0.090	なし	なし	5/10			
* I-10	2	80	20	5	25	2	60	15	0.05	0.4	0.1	42	0.152	多	多	2/10			

※I-5～I-10は本発明の範囲外の試料を示す

*印は本発明の範囲外の試料を示す。

表1、2の結果より、本発明に従う試料No. 1-1~4の複合構造体を有する工具では、硬度50GPa以上と高硬度を維持しつつ、切削性能についても耐摩耗性および耐溶着性が高く、チッピングも発生しにくいものであった。

これに対して、表皮材中のダイヤモンド粒子の平均粒径が5 μ mを超える試料No. I 5では耐摩耗性およびチッピングに対するバラツキが大きいものであり、表皮材中にダイヤモンド粒子を含有しない試料No. I 6~8では、硬度、摩耗、溶着およびチッピングバラツキの点でいずれかが劣るものであった。また、表皮材中のダイヤモンド粒子の含有量が5体積%未満の試料No. I 9では耐摩耗性およびチッピングに対するバラツキが大きいものであり、表皮材中のダイヤモンド粒子の含有量が45体積%を超えるのNo. 10では摩耗、溶着およびチッピングバラツキの点でいずれかが劣るものであった。

実施例II

実施例Iで得た試料No. I-2のマルチフィラメント構造の複合繊維体を100mmの長さ
にカットし、並列に整列させてシート状とし、この複合シート3枚を繊維方向がすべて同一方向
となるように積層して積層体を作製した。

その後、この積層体の下面に厚さ5mmの超硬合金の焼結体からなる裏板を配し、これを300~700℃まで100時間で昇温することによって脱バインダ処理を行った後、超高压装置に
配置し、1450℃×15分の条件で焼成し、複合構造体と裏板が一体化された切刃チップを作
製した。その後、この切刃チップを加Tして、超硬合金からなるT具本体の取付座に、銀ろうを
用いて700℃でろう付けした。

ここで、前記シートを構成する複合繊維体の繊維方向 L_f と切刃チップの切刃稜線における接線 L_t とのなすそれぞれの角度 α のうち最も小さい角度 α_{min} を表3に示した。また、ノーズR頂
点Pにおける繊維方向 L_f と頂点Pにおける接線 L_t とのなす角度 α_p を表3に示した。

上記のようにして作製した各切削工具を用いて、以下の切削条件にて複数の被削材(ADC1
2、4本溝入り)を切削し、欠損またはチッピングが発生するまでの被削材の加工数(最大2500個)を評価した。その結果を表3に示す。

切込み量 $d=1$ mm、

切削速度 $V=100$ m/分、

送り $f=0.1$ mm/rev

表3

試料 No	チップ 先端角度 (°)	α_{min} (°)	α_P (°)	欠損/チップングまでの加工数
II-1	55	25	90	> 2500個
II-2	60	30	90	> 2500個
II-3	80	40	90	> 2500個
II-4	90	45	90	> 2500個
II-5	60	20	80	> 2500個
II-6	60	10	70	> 2500個
II-7	60	5	65	1800個でグッピング
II-8	80	2	62	1000個でチップング
II-9	60	0	60	100個で欠損
II-10	60	0	0	50個で欠損
II-11	90	5	50	> 2500個
II-12	90	5	45	2000個でチップング
II-13	90	5	40	1200個でチップング

表3から明らかなとおり、角度 α が2°以上である試料No. II-1～8、11～13の試料は、
 角度 α が2°未満から逸脱する試料No. II-9、10に比較して欠損に至るまでの被削材の加工
 5 数が多く、高い耐欠損性を有することがわかった。

実施例III

- 前記複合シート3枚を、隣接する複合シート間の複合繊維体の向き(図10(a)に示す角度 B°)
 が表4となるように積層して積層体を作製した他は、実施例IIと同様にして切削工具を得た。得
 10 られた切削工具について、チップ先端角度(ノーズR)、最小角度 α_{min} 、および角度 α_P をそ
 れぞれ表4に示した。なお、表4中、試料No. III-15、16、17については、ノーズR部
 において切刃として用いる部分はノーズR頂点Pから右半分のみ、すなわち右勝手の刃先仕様と
 した。また、実施例IIと同様にして切削加工を行い、被削材の加工数(最大2500個)を評価
 した。その結果を表4に示す。

表4

試料 No.	チップ 先端角度 (°)	α min (°)	α p (°)	隣接する複合 シートの繊維向 上のなす角 β (°)	欠損/チップングまでの 加工数
Ⅲ-1	55	25	90	15	>2500個
Ⅲ-2	60	30	90	30	>2500個
Ⅲ-3	80	40	90	40	>2500個
Ⅲ-4	90	45	90	45	>2500個
Ⅲ-5	60	20	80	10	>2500個
Ⅲ-6	60	10	70	30	>2500個
Ⅲ-7	60	10	70	2	1800個でチップング
Ⅲ-8	60	2	62	0	1000個でチップング
Ⅲ-9	60	2	62	5	1800個でチップング
Ⅲ-10	60	2	62	25	>2500個
Ⅲ-11	60	2	62	45	>2500個
Ⅲ-12	60	2	62	70	2000個でチップング
Ⅲ-13	60	0	60	20	100個で欠損
Ⅲ-14	60	0	0	0	50個で欠損
Ⅲ-15	90	5	50	60	>2500個
Ⅲ-16	90	5	45	45	>2500個
Ⅲ-17	90	5	40	80	1600個でチップング

表4から明らかなとおり、角度 α が2°以上である試料No. Ⅲ-1~7、9~12、およびⅢ-15~17の試料は、角度 α が2°未満から逸脱する試料No. Ⅲ-13、14に対して欠損に至るまでの被削材の加工数が多く、高い耐欠損性を有することがわかった。また、隣接する複合層の繊維方向のなす角度が0°である試料No. Ⅲ-8に比較して、繊維方向を変えること、即ち角度 $\beta > 0$ とすることによって耐欠損性を向上することができた。

特許請求の範囲

1. 平均粒径3.5 μm 以下で80体積%以上のダイヤモンド粒子を鉄属金属で結合したダイヤモンド焼結体からなる長尺状の芯材と;

この芯材の外周を被覆し、周期律表4a、5aおよび6a族金属の群から選ばれる少なくとも1

- 5 種の金属元素の炭化物、窒化物および炭窒化物から選ばれる少なくとも1種の硬質粒子と、平均粒径5 μm 以下のダイヤモンド粒子とを鉄属金属で結合した焼結合金からなる表皮材とからなり、表皮材中の前記ダイヤモンド粒子の含有量が5～45体積%である複合構造体。

- 10 2. 前記表皮材との界面における前記芯材中の鉄属金属濃度の低い領域の幅 w が前記芯材の平均直径 D_1 に対して、 w/D_1 の比で0.2以下である請求項1記載の複合構造体。

3. 前記表皮材中のダイヤモンド粒子の平均粒径 d_{s1} と、前記表皮材中の硬質粒子の平均粒径 d_{s2} との比(d_{s1}/d_{s2})が0.4～3.0である請求項1記載の複合構造体。

- 15 4. 前記芯材の平均直径 D_1 と前記表皮材の平均厚み D_2 との比(D_2/D_1)が0.01～0.5である請求項1記載の複合構造体。

5. 請求項1記載の複合構造体を複数本集束し接合したマルチフィラメントタイプの複合構造体。

20

6. 請求項1記載の複合構造体の複数本をシート状に並べて接合したシート状複合構造体。

7. 請求項6記載のシート状複合構造体の複数枚を積層した積層型複合構造体。

- 25 8. シート状複合構造体を交互に異なる方向に積層した請求項7記載の積層型複合構造体。

9. 切削工具として用いる請求項1または請求項6記載の複合構造体。

要約書

本発明の複合構造体は、平均粒径3.5 μm 以下で80体積%以上のダイヤモンド粒子を鉄属金属で結合したダイヤモンド焼結体からなる長尺状の芯材と；この芯材の外周を被覆し、周期律表4a、5aおよび6a族金属の群から選ばれる少なくとも1種の金属元素の炭化物、窒化物および炭窒化物から選ばれる少なくとも1種の硬質粒子と、平均粒径5 μm 以下のダイヤモンド粒子とを鉄属金属で結合した焼結合金からなる表皮材とからなり、表皮材中の前記ダイヤモンド粒子の含有量が5～45体積%であり、これによって高硬度かつ高強度を維持して、工具としての耐摩耗性および耐溶着性を高めつつ、耐チッピング性を高めることができる。